

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局

549753

(43) 国際公開日
2004 年 10 月 14 日 (14.10.2004)

PCT

(10) 国際公開番号
WO 2004/087978 A1(51) 国際特許分類⁷: C22C 38/00, 38/48

(21) 国際出願番号: PCT/JP2004/004195

(22) 国際出願日: 2004 年 3 月 25 日 (25.03.2004)

(25) 国際出願の言語: 日本語

(26) 国際公開の言語: 日本語

(30) 優先権データ:
特願2003-092600 2003 年 3 月 28 日 (28.03.2003) JP

(71) 出願人 (米国を除く全ての指定国について): 株式会社神戸製鋼所 (KABUSHIKI KAISHA KOBE SEIKO SHO) [JP/JP]; 〒6518585 兵庫県神戸市中央区脇浜町 2 丁目 10 番 26 号 Hyogo (JP). 日本発条株式会社 (NHK SPRING CO., LTD.) [JP/JP]; 〒2360004 神奈川県横浜市金沢区福浦 3 丁目 10 番地 Kanagawa (JP). 神鋼鋼線工業株式会社 (SHINKO WIRE CO., LTD.) [JP/JP]; 〒6600091 兵庫県尼崎市中浜町 10 番地 1 Hyogo (JP).

(72) 発明者; および

(75) 発明者/出願人 (米国についてのみ): 須田 澄恵 (SUDA, Sumie) [JP/JP]; 〒6570863 兵庫県神戸市灘区灘浜東町 2 番 株式会社神戸製鋼所神戸製鉄所内 Hyogo (JP). 茨木 信彦 (IBARAKI, Nobuhiko) [JP/JP]; 〒6570863 兵庫県神戸市灘区灘浜東町 2 番 株式会社神戸製鋼所神戸製鉄所内 Hyogo (JP). 高村 典利 (TAKAMURA, Noritoshi) [JP/JP]; 〒2430303 神奈川県愛甲郡愛川町中津字桜台 4056 番地 日本発条株式会社内 Kanagawa (JP). 寺門 直樹 (TERAKADO, Naoki) [JP/JP]; 〒3994301 長野県上伊那郡宮田村 3131 番地 日本発条株式会社内 Nagano (JP). 天道 悟 (TENDO, Satoru) [JP/JP]; 〒

3994301 長野県上伊那郡宮田村 3131 番地 日本発条株式会社内 Nagano (JP). 藤原 忠義 (FUJIWARA, Tadayoshi) [JP/JP]; 〒6600091 兵庫県尼崎市中浜町 10 番地 1 神鋼鋼線工業株式会社内 Hyogo (JP). 神保 鉄男 (JINBO, Tetsuo) [JP/JP]; 〒6600091 兵庫県尼崎市中浜町 10 番地 1 神鋼鋼線工業株式会社内 Hyogo (JP).

(74) 代理人: 小谷 悦司, 外 (KOTANI, Etsuji et al.); 〒5300005 大阪府大阪市北区中之島 2 丁目 2 番 2 号 ニチメンビル 2 階 Osaka (JP).

(81) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, HR, HU, ID, IL, IN, IS, KE, KG, KP, KR, KZ, LC, LK, LR, LS, LT, LU, LV, MA, MD, MG, MK, MN, MW, MX, MZ, NA, NI, NO, NZ, OM, PG, PH, PL, PT, RO, RU, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SY, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, YU, ZA, ZM, ZW.

(84) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LS, MW, MZ, SD, SL, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, MD, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HU, IE, IT, LU, MC, NL, PL, PT, RO, SE, SI, SK, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類:
— 国際調査報告書

2 文字コード及び他の略語については、定期発行される各 PCT ガゼットの巻頭に掲載されている「コードと略語のガイダンスノート」を参照。

(54) Title: STEEL WIRE FOR HIGH STRENGTH SPRING EXCELLENT IN WORKABILITY AND HIGH STRENGTH SPRING

(54) 発明の名称: 加工性に優れた高強度ばね用鋼線および高強度ばね

(57) Abstract: A steel wire for a spring, characterized in that it has a tempering martensite structure and comprises 0.53 to 0.68 % of C, 1.2 to 2.5 % of Si, 0.2 to 1.5 % of Mn, 1.4 to 2.5 % of Cr, 0.05 % or less of Al, and contains, as optional elements, 0.4 % or less of Ni, 0.4 % or less of V, 0.05 to 0.5 % of Mo, 0.05 to 0.5 % of Nb, and others, the balance being Fe and inevitable impurities, old austenite grains have a grain size number of 11.0 or more, and it exhibits an offset yield strength ratio ($\sigma_{0.2}/\sigma_B$) of 0.85 or less. The steel wire is a high strength steel wire for a spring which is excellent in both of the resistance to setting and fatigue characteristics, and further excellent in workability (cold workability).(57) 要約: 本発明のばね用鋼線は、焼戻しマルテンサイト組織を有しており、必須元素として C: 0.53~0.68%, Si: 1.2~2.5%, Mn: 0.2~1.5%, Cr: 1.4~2.5%, Al: 0.05% 以下を、選択元素として Ni: 0.4% 以下、V: 0.4% 以下、Mo: 0.05~0.5%, Nb: 0.05~0.5% などを含有し、残部は Fe 及び不可避免的不純物であり、旧オーステナイト粒の結晶粒度番号が 11.0 以上であり、耐力比 ($\sigma_{0.2}/\sigma_B$) が 0.85 以下であるところに特徴を有する。これにより、耐へたり性と疲労特性の両方に優れ、しかも加工性 (冷間加工性) にも優れた高強度ばね用鋼線が得られる。

WO 2004/087978 A1

明 細 書

加工性に優れた高強度ばね用鋼線および高強度ばね

技術分野

本発明は、疲労特性及び耐へたり性に優れるだけでなく、冷間加工性（コイリング性）にも優れた高強度ばね用鋼線及び高強度ばねに関するものである。

背景技術

自動車エンジンの弁ばね、サスペンションの懸架ばね、クラッチばね、ブレーキばねなどは、近年の自動車の軽量化や高出力に伴い、高応力に適した設計が求められている。

例えば、ばねの耐へたり性が低いと、高応力負荷中に、ばねのへたり量が大きくなって、設計通りにエンジンの回転数が上がらず応答性が悪くなるため、耐へたり性に優れたばねが求められる。

ばねの耐へたり性を改善するためには、ばね素材を高強度化すればよいことが知られている。またばね素材を高強度化すれば疲労限の点からは、疲労特性の向上が期待される。例えば化学成分の調整と、油焼入れ・焼戻し後（オイルテンパー処理後）の引張強度を上昇させることにより、疲労強度、耐へたり性を改善する方法が知られている。またSiなどの合金元素を多量に添加して、耐へたり性を改善する方法も知られている（特許第2898472号公報、特開2000-169937号公報）。

しかし、引張強度を上昇させて疲労特性及び耐へたり性を向上させる方法では、ばねのコイリング時に折損が起こるという問題が発生する。また合金成分を多量に添加して耐へたり性を改善する方法

では、表面疵や内部欠陥に対する感受性が高くなり、ばねの組み付け時や使用時にこれらの欠陥を起点として折損が起こり易くなる。

従ってばねの耐へたり性と疲労特性の両方を向上させながら、さらに冷間加工性をも向上させるのは困難である。

本発明は上記事情に鑑みたものであり、耐へたり性と疲労特性の両方に優れ、しかも加工性（冷間加工性）にも優れた高強度ばね用鋼線及び高強度ばねを提供する。

発明の開示

本発明者らは、前記課題を解決するために鋭意研究を重ねた結果、合金元素を多量添加して疲労強度及び耐へたり性を向上させた上で、耐力比（ $\sigma_{0.2}/\sigma_B$ ）を0.85以下に小さくすると、優れたコイルリング性（冷間加工性）を得られることを見出した。しかも、結晶粒を小さくすれば、さらなる疲労寿命の向上及び耐へたり性の向上が達成され、さらにはCrを多量添加しても欠陥感受性を低下させることなく耐へたり性を向上できることを見出し、本発明を完成した。

すなわち本発明に係る加工性に優れた高強度ばね用鋼線は、C：0.53～0.68%（質量%の意、以下同じ）、Si：1.2～2.5%、Mn：0.2～1.5%（例えば0.5～1.5%）、Cr：1.4～2.5%、及びAl：0.05%以下（0%を含まない）を含有しており、さらにNi：0.4%以下（0%を含まない）、V：0.4%以下（0%を含まない）、Mo：0.05～0.5%、及びNb：0.05～0.5%から選択される少なくとも1種を含み、残部はFe及び不可避免的不純物である。しかも本発明のばね用鋼線は、焼戻しマルテンサイト組織を有しており、旧オーステナイト粒の結晶粒度番号が11.0以上であり、0.2%耐力

($\sigma_{0.2}$) と引張強さ (σ_B) の比 ($\sigma_{0.2}/\sigma_B$) が 0.85 以下でもある。

前記ばね用鋼線は、温度 400℃×20 分の焼鈍をした際に、0.2% 耐力 ($\sigma_{0.2}$) が 300 MPa 以上上昇するものであるのが好ましい。

また本発明のばねは、上記高強度ばね用鋼線からなるものであり、芯部の硬さは Hv 550～700 程度、前記表面の圧縮残留応力が引張に転ずる深さは 0.05 mm 以上 0.5 mm 以下程度であるのが望ましい。また本発明のばねは表面硬化処理（窒化処理など）の有無は問わないが、表面硬化処理がされていない場合は、ばねの表面の圧縮残留応力が -400 MPa 以下であるのが望ましい。表面硬化処理がされている場合（すなわちばね表面に窒化処理層が形成されている場合）は、ばねの表面の圧縮残留応力が -800 MPa 以下であるのが望ましく、またばねの表面硬さは Hv 750～1150 程度であるのが好ましい。硬化層（芯部硬さよりも Hv 15 以上硬くなっている層）の深さは、例えば 0.02 mm 以上である。

発明を実施するための最良の形態

本発明の鋼線及びばねは、C、Si、Mn、Cr、Al を含有し、さらに Ni、V、Mo、及び Nb から選択される少なくとも 1 種を含み、残部は Fe 及び不可避免的不純物である。以下、各成分の量及びその限定理由を説明する。

C : 0.53～0.68% (質量%の意、以下同じ)

C は高応力が負荷されるばね鋼として十分な高強度を確保し、疲労寿命、耐へたり性などを向上させるために不可欠な元素であるため、下限を 0.53% とした。しかし、多すぎると靱延性が極端に悪くなり、表面疵や内部欠陥を原因としてばね加工中や使用中の

割れが発生しやすくなるため、上限を 0.68% とした。好ましい C 量は、0.58% 以上、0.65% 以下である。

Si : 1.2 ~ 2.5 %

Si は製鋼時の脱酸剤として必要な元素であり、また、軟化抵抗性を高め、耐へたり性を向上させるのに有用な元素であるため、下限を 1.2% とした。しかし、多すぎると靱・延性が悪くなるだけでなく、疵が増加したり、熱処理の際に表面の脱炭が進行し易くなったり、また粒界酸化層が深くなり易く疲労寿命を短くし易くなるため、上限を 2.5% とした。好ましい Si 量は、1.3% 以上、2.4% 以下である。

Mn : 0.2 ~ 1.5 %

Mn も製鋼時の脱酸に有効な元素であり、また、焼入性を高めて強度向上に寄与し、疲労寿命向上、耐へたり性向上などにも寄与する元素であるため、下限を 0.2% とした。好ましい Mn 量は、0.3% 以上、特に 0.4% 以上（例えば、0.5% 以上）である。しかし本発明の鋼線（及びばね）は、鋼を熱間圧延した後、必要に応じてパテンティング処理し、次いで伸線、オイルテンパー、コイルリングなどすることによって得られるものであり、Mn が多すぎると熱間圧延時やパテンティング処理時にベイナイト等の過冷組織が生成し易くなり、伸線性が低下し易くなるため、上限を 1.5% とした。好ましい Mn 量は、1.0% 以下である。

Cr : 1.4 ~ 2.5 %

Cr は耐へたり性の向上作用及び欠陥感受性低下作用を有しており、本発明にとって極めて重要な元素である。なお Cr は粒界酸化層を厚くして疲労寿命を低下させる作用も有しているものの、この点はオイルテンパー時の雰囲気を制御して（具体的には、積極的に水蒸気を約 3 ~ 80 体積% 程度混入させ、表面に緻密な酸化被膜

を形成することによって) 粒界酸化層を薄くすることが可能であるため、本発明ではかかる不具合は解消できる。従ってC rは多い程望ましく、1. 4 %以上、好ましくは1. 4 5 %以上、さらに好ましくは1. 5 %以上である。なおC rが過剰になると、伸線の際のパテンティング時間が長くなりすぎ、また靱性や延性も低下するため、2. 5 %以下、好ましくは2. 0 %以下とする。

なお本発明の鋼線及びばねでは、粒界酸化層の深さは、通常、10 μ m以下程度である。

A l : 0. 0 5 % 以下 (0 % を含まない)

A l はオーステナイト化時に結晶粒を微細化する作用があり、靱・延性を向上させる効果がある。しかし、過剰に添加するとA l₂O₃系の粗大な非金属系介在物が多くなり、疲労特性を悪化させるため、上限を0. 0 5 %、好ましくは0. 0 4 %とした。

N i : 0. 4 % 以下 (0 % を含まない)

N i は焼入性を高め、低温脆化を防止するのに有用な元素である。しかし、多すぎると熱間圧延時においてベイナイトあるいはマルテンサイト組織が生成し、靱性、延性が低下するため、上限を0. 4 %、好ましくは0. 3 %とした。好ましいN i量は、0. 1 %以上である。

V : 0. 4 % 以下 (0 % を含まない)

Vはオイルテンパー処理(焼入れ焼戻し)等の熱処理時に結晶粒を微細化する作用があり、靱・延性を向上させる効果がある。また、焼入れ・焼戻し処理およびコイリング後の歪取り焼鈍時に2次析出硬化を起こして高強度化にも寄与する。しかし、過剰に添加すると圧延時やパテンティング時にマルテンサイトやベイナイト組織が生成し、加工性が悪くなるため、上限を0. 4 %、好ましくは0. 3 %とした。好ましいV量は0. 1 %以上である。

Mo : 0.05 ~ 0.5 %

Moは、軟化抵抗を向上させるとともに、析出硬化を発揮し、低温焼鈍後の耐力を上昇させるのに有用な元素である。Moは、例えば、0.05%以上、好ましくは0.10%以上とする。しかし、過剰に添加すると、オイルテンパー処理するまでの段階でマルテンサイトやベイナイト組織が生成し、加工性が悪くなるため、上限を0.5%、好ましくは0.3%、さらに好ましくは0.2%とした。

Nb : 0.05 ~ 0.5 %

Nbはピン止め効果を有するNb炭窒化物を形成するため、オイルテンパー処理（焼入れ焼戻し）等の熱処理時に結晶粒を微細化する作用があり、靱・延性を向上させることができる。かかる効果を有効に発揮するため、0.05%以上、好ましくは0.10%以上とした。しかし、過剰に添加するとNb炭窒化物の凝集がおり、かえって結晶粒が粗大化し易くなるため、上限を0.5%、好ましくは0.3%とした。

なお本発明のばね用鋼線の組織は、通常、焼戻しマルテンサイトと残留オーステナイト（常温まで冷却後、残っているオーステナイト）などから構成される複合組織である。焼戻しマルテンサイトは、例えば、90面積%以上であり、残留オーステナイトは、例えば、約5～10面積%程度である。

また本発明の鋼線およびばねは、通常、旧オーステナイト粒の結晶粒度番号が11.0以上（好ましくは13以上）である。結晶粒度番号が大きい（すなわち結晶粒が小さい）ほど、疲労寿命の向上及び耐へたり性の向上に有効である。なお結晶粒度番号は、結晶粒微細化元素（Cr、Al、V、Nb）の添加量を調整することによって、またオイルテンパー処理における焼入れ時の加熱速度を速くすることによって大きくできる。

さらに本発明の鋼線（オイルテンパー線）及びばねは、0.2%耐力（ $\sigma_{0.2}$ ）と引張強さ（ σ_B ）の比（耐力比； $\sigma_{0.2}/\sigma_B$ ）が0.85以下（好ましくは0.80以下）である。オイルテンパー後の耐力比が小さいほどコイルリング時の折損を防止でき、冷間加工性を高めることができる。耐力比は、例えば、オイルテンパー処理における焼戻し後の冷却速度を速く（例えば水冷）することによって小さくできる。

上述したような本発明の鋼線及びばねは、合金成分が適切に調整されているため高強度となっており、さらには結晶粒度及び耐力比も適切に調整されているため、疲労寿命、耐へたり性、及び冷間加工性のいずれにも優れている。なお上記鋼線及びばねの芯部のビッカース硬さは、合金成分の調整の他、熱処理などによっても適宜調整できるが、例えば、Hv550以上（好ましくはHv570以上、さらに好ましくはHv600以上）である。また前記ビッカース硬さは、例えば、Hv700以下程度であってもよく、Hv650以下程度であってもよい。なお表面の硬さは、表面硬化処理技術（窒化処理など）の利用などによってもさらに高めることができる。例えば窒化処理した（従って表面に窒化処理層が形成されている）ばねの表面硬さは、Hv750以上（好ましくはHv800以上）、Hv1150以下（例えばHv1100以下）程度である。

前記ばね用鋼線（オイルテンパー線）は、温度400℃×20分の焼鈍をした際に、0.2%耐力（ $\sigma_{0.2}$ ）が300MPa以上（好ましくは350MPa以上）上昇するものであるのが望ましい。0.2%耐力の上昇量（ $\Delta\sigma_{0.2}$ ）が大きいほど、耐へたり性をさらに改善できる。なお $\Delta\sigma_{0.2}$ も、前記耐力比と同様、オイルテンパー処理（焼入れ焼戻し）後の冷却速度を速く（例えば水冷）することによって大きくできる。

また本発明のばねは、ばねの表面の圧縮残留応力が高められているのが望ましい。残留応力が圧縮側にあるほど、疲労寿命を高めることができる。望ましい圧縮残留応力はばねが窒化処理されているか否かによって異なるが、窒化処理されていない場合は、例えば、 -400 MPa 以下（好ましくは -500 MPa 以下、さらに好ましくは -600 MPa 以下）である。なお残留応力は負の値であるときに圧縮であることを意味し（また正の値であるときに引張であることを意味し）、絶対値が大きいほど残留応力が大きいことを意味する。また窒化処理されている場合（すなわちばね表面に窒化処理層が形成されている場合）には、例えば、 -800 MPa 以下（好ましくは -1000 MPa 以下、さらに好ましくは -1200 MPa 以下）程度である。ばねの表面の圧縮残留応力は、例えば、ショットピーニングの回数を多くすることによって（例えば2回以上することによって）高めることができる。

さらに本発明のばねは、表面の圧縮残留応力が引張に転ずる深さ（クロッシングポイント）が深いほど望ましい。クロッシングポイントが深いほど、圧縮側の残留応力部分を増やすことができ、疲労寿命を向上できる。クロッシングポイント（深さ）は、例えば、 0.05 mm 以上（好ましくは 0.10 mm 以上、さらに好ましくは 0.15 mm 以上）、 0.5 mm 以下（好ましくは 0.4 mm 以下、さらに好ましくは 0.35 mm 以下）程度である。なおクロッシングポイントは、例えば、ショットピーニングの回数を多くすることによって（例えば2回以上）、またショットピーニング時のショット粒の平均粒径を大きくする（例えば、1段目のショットピーニング時のショット粒の平均粒径を $0.7\sim 1.2\text{ mm}$ 程度にする）ことによって深くできる。

また本発明のばねは、表面硬化処理（窒化処理など）されている

場合、硬化層（芯部硬さよりもHvが15以上硬くなっている層）の深さは、深い程望ましい。硬化層が深いほど疲労亀裂の発生を抑制し、疲労特性を向上させることができる。硬化層深さは、例えば、0.02mm以上（好ましくは0.03mm以上、さらに好ましくは0.04mm以上）、0.15mm以下（好ましくは0.13mm以下、さらに好ましくは0.10mm以下）である。なお硬化層は、窒化時間を長くする、あるいは窒化温度を高めることによって深くできる。

本発明のよれば、合金成分が適切に調整されているため高強度となっており、またCrを有効利用しており、さらには結晶粒度及び耐力比も適切に調整されているため、疲労寿命、耐へたり性、及び冷間加工性のいずれにも優れているばね用鋼線及びばねを得ることができる。

実施例

以下、実施例を挙げて本発明をより具体的に説明するが、本発明はもとより下記実施例によって制限を受けるものではなく、前・後記の趣旨に適合し得る範囲で適当に変更を加えて実施することも勿論可能であり、それらはいずれも本発明の技術的範囲に包含される。

実験例 1

表1に示す化学成分の鋼A～R（残部はFe及び不可避免的不純物）を溶製し、熱間圧延することにより直径8.0mmの線材を作製した。ついで、軟化焼鈍、表面皮削り、鉛パテンティング処理（加熱温度：950℃、鉛炉温度：620℃）後、直径4.0mmまで伸線した。その後、オイルテンパー処理（焼入れ時加熱速度：250℃/秒、加熱温度：960℃、焼入油温度：70℃、焼戻温

度：450℃、焼戻し後の冷却速度：300℃/秒、炉雰囲気：10体積% H₂O + 90体積% N₂）を行い、オイルテンパー線（鋼線）を作製した。

なお鋼種E2ではオイルテンパー処理における焼戻し後の冷却を空冷とした。また鋼種H2では、オイルテンパー処理における焼入れ時の加熱速度を20℃/秒とした。

得られたオイルテンパー線（粒界酸化層深さ：10μm以下）の特性を以下のようにして評価した。

（1）引張強さ（ σ_B ）、0.2%耐力（ $\sigma_{0.2}$ ）、結晶粒度番号
上記オイルテンパー線について引張試験を行い、引張強さ（ σ_B ）及び0.2%耐力（ $\sigma_{0.2}$ ）を測定し、耐力比（ $\sigma_{0.2}/\sigma_B$ ）を算出した。また旧オーステナイト粒の結晶粒度番号をJIS G0551に準拠して測定した。

（2）歪み取り焼鈍後の0.2%耐力の変化量（ $\Delta\sigma_{0.2}$ ）
上記オイルテンパー線を低温焼鈍（400℃×20分）した後、該低温焼鈍後の0.2%耐力（ $\sigma_{0.2}$ ）を測定し、低温焼鈍後の0.2%耐力（ $\sigma_{0.2}$ ）から低温焼鈍前の0.2%耐力（ $\sigma_{0.2}$ ）を差し引くことによって変化量（ $\Delta\sigma_{0.2}$ ）を求めた。

（3）加工性

上記オイルテンパー線の巻付試験をJIS G3560に準拠して行った（巻数：10回）。

（4）疲労寿命、残留せん断歪み

上記オイルテンパー線を冷間コイルリング成形（コイルの平均径：24.0mm、巻数：6.0、有効巻数：3.5）し、歪み取り焼鈍（400℃×20分）、座研磨、窒化処理（窒化条件：80体積% NH₃ + 20体積% N₂、430℃×3時間）、ショットピーニング〔回数：3回、ショット粒の平均粒径（1段目）：1.0mm、

ショット粒の平均粒径（１～３段目の平均）：０．５ｍｍ］、低温焼鈍（２３０℃×２０分）、冷間セッチングを行い、ばねとした。

得られた各ばねに７６０±６５０ＭＰａの負荷応力下、温間（１２０℃）で疲労試験を行い、ばねが破断するまでの繰り返し数を測定した（疲労寿命）。なおばねが破断しない場合、繰り返し数１×１０⁷回で試験を中止した。

また上記各ばねを１３７２ＭＰａの応力下で４８時間に亘って継続してばねを締め付けた後（温度：１２０℃）、応力を除去し、試験前後のへたり量を測定し、残留せん断歪みを算出した。

（５）硬さ、残留応力

上記オイルテンパー線を「（４）疲労寿命、残留せん断歪み」と同様にしてばねとした。このばねの表面のビッカース硬さ（Ｈｖ）は、該表面を研磨したサンプル上でビッカース硬さ（３００ｇｆ）を測定し、垂直方向に換算する方法（コード法）によって測定した。また前記ばねを切断し、ＪＩＳＺ２２４４に準拠して、断面のビッカース硬さ（Ｈｖ）を測定することにより、硬化層深さ及び芯部のビッカース硬さ（Ｈｖ）及び硬化層（芯部の硬さよりＨｖ１５以上高い層）の深さを求めた。さらにＸ線回折法によって残留応力を測定することにより、ばねの表面の圧縮残留応力と、表面側の圧縮残留応力が引張残留応力へと転じる点（深さ；クロッシングポイント）を求めた。

結果を表２に示す。

表1

鋼種	化 学 成 分 (mass%)※								
	C	Si	Mn	Cr	Ni	V	Mo	Nb	Al
A	0.61	1.95	0.82	1.68	0.00	0.281	—	—	0.003
B	0.57	2.03	0.72	1.74	0.20	0.296	—	—	0.003
C	0.60	2.03	0.73	1.75	0.20	0.296	—	—	0.032
D	0.61	2.04	0.73	1.75	0.20	0.164	—	—	0.002
E1、E2	0.61	2.03	0.72	1.43	0.20	0.295	—	—	0.003
F	0.66	2.03	0.75	1.75	0.21	0.295	—	—	0.003
G	0.60	1.99	0.73	2.04	0.21	0.153	—	—	0.003
H1、H2	0.60	1.99	0.73	1.74	0.22	—	0.15	—	0.001
I	0.65	1.31	0.85	1.71	0.00	0.110	0.12	—	0.008
J	0.56	1.75	1.21	1.55	0.00	—	—	0.22	0.020
K	0.62	1.85	0.31	1.60	0.00	0.251	—	—	0.001
L	0.55	1.45	0.70	0.70	0.00	—	—	—	0.002
M	0.63	1.40	0.60	0.65	0.00	0.110	—	—	0.003
N	0.60	1.50	0.70	0.90	0.25	0.060	—	—	0.003
O	0.61	2.00	0.85	1.05	0.25	0.110	—	—	0.002
P	0.47	1.81	0.92	1.55	0.00	0.145	—	—	0.003
Q	0.82	0.78	0.82	0.25	0.00	—	—	—	0.002
R	0.62	1.93	0.86	1.62	0.00	0.221	—	—	0.070

※:残部はFe及び不可避不純物

表2

実験例	鋼種	$\sigma_{0.2}/\sigma_B$	結晶 粒度 番号	$\Delta \sigma_{0.2}$	硬さ(Hv)		硬化層深さ (mm)	表面の圧縮 残留応力 (MPa)	クロッシング ポイント (mm)	巻付 試験	疲労 寿命 ($\times 10^5$ 回)	残留 せん断歪 (%)
					表面	芯部						
1	A	0.75	13.0	317	911	607	0.11	-1455	0.25	OK	100以上	0.135
2	B	0.79	14.0	329	974	615	0.10	-1591	0.24	OK	100以上	0.130
3	C	0.78	14.0	390	940	631	0.13	-1640	0.25	OK	100以上	0.123
4	D	0.74	13.5	425	815	620	0.10	-1480	0.21	OK	100以上	0.135
5	E1	0.81	14.0	375	841	617	0.13	-1457	0.22	OK	100以上	0.130
6	E2	0.89	13.0	263	830	622	0.12	-1570	0.22	折損	100以上	0.171
7	F	0.78	13.5	380	889	613	0.11	-1369	0.21	OK	100以上	0.125
8	G	0.67	13.5	442	823	618	0.10	-1499	0.24	OK	100以上	0.123
9	H1	0.67	13.5	351	817	630	0.06	-1463	0.25	OK	100以上	0.149
10	H2	0.82	10.5	215	833	605	0.08	-1380	0.22	OK	31	0.250
11	I	0.75	12.0	320	850	571	0.12	-1484	0.19	OK	100以上	0.175
12	J	0.78	14.0	342	822	596	0.08	-1552	0.19	OK	100以上	0.128
13	K	0.81	13.5	331	905	620	0.17	-1582	0.23	OK	100以上	0.127
14	L	0.92	10.5	45	733	553	0.08	-1030	0.23	OK	4	0.348
15	M	0.91	11.0	60	738	561	0.09	-1105	0.25	OK	7	0.250
16	N	0.92	12.0	51	750	559	0.09	-987	0.24	OK	6	0.245
17	O	0.89	12.0	95	802	581	0.12	-1235	0.24	OK	18	0.215
18	P	0.86	10.0	122	811	530	0.12	-847	0.21	折損	2	0.322
19	Q	0.95	10.0	17	711	589	0.06	-830	0.18	折損	7	0.301
20	R	0.83	13.0	357	845	625	0.12	-1489	0.23	OK	2	0.141

表 1 及び表 2 より明らかなように、N o. 18 では C 量が不足しているために所定の強度が達成されず、疲労寿命及び耐へたり性が不十分である。N o. 20 では A1 が過剰なため酸化物系介在物が粗大となって破壊の起点となるため、疲労寿命が短い。また N o. 14 ~ 17 及び 19 でも、C r 量が不足しているために、疲労寿命が不十分である。

これらに対して、N o. 1 ~ 5、7 ~ 9、及び 11 ~ 13 では、種々の化学成分が適切に調整されており、しかも C r が所定量添加されており、さらには結晶粒度及び耐力比も適切に制御されているため、疲労寿命、耐へたり性、及び加工性のいずれにも優れている。

なお N o. 6 から明らかなように、耐力比 ($\sigma_{0.2} / \sigma_B$) 及び 0.2 % 耐力の変化量 ($\Delta \sigma_{0.2}$) の条件が不適切であると、加工性が悪くなる。また前記 N o. 14 ~ 17 に比べれば改善されているものの、耐へたり性が不十分となる。

また N o. 10 から明らかなように、結晶粒が大きくなると（粒度番号が小さくなると）、N o. 14 ~ 17 に比べれば改善されているものの、疲労寿命及び耐へたり性が不十分となる。

産業上の利用可能性

本発明の鋼線及びばねは、疲労特性、耐へたり性、及び加工性に優れているため、これら特性が求められる用途、例えば、自動車エンジンの弁ばね、サスペンションの懸架ばね、クラッチばね、ブレーキばねなどのような機械の復元機構に使用するばねなどに特に有用である。

請 求 の 範 囲

1. 焼戻しマルテンサイト組織を有するばね用鋼線であって、
該ばね用鋼線は、

C : 0.53 ~ 0.68 % (質量%の意、以下同じ)、

Si : 1.2 ~ 2.5 %、

Mn : 0.2 ~ 1.5 %、

Cr : 1.4 ~ 2.5 %、及び

Al : 0.05 %以下 (0 %を含まない) を含有し、

さらに Ni : 0.4 %以下 (0 %を含まない)、V : 0.4 %以下

(0 %を含まない)、Mo : 0.05 ~ 0.5 %、及び Nb : 0.

05 ~ 0.5 %から選択される少なくとも1種を含み、

残部は Fe 及び不可避免的不純物であり、

旧オーステナイト粒の結晶粒度番号が 11.0 以上であり、

0.2 %耐力 ($\sigma_{0.2}$) と引張強さ (σ_B) の比 ($\sigma_{0.2} / \sigma_B$) が 0.

85 以下であることを特徴とする加工性に優れた高強度ばね用鋼線。

2. Mn が 0.5 ~ 1.5 %である請求項 1 に記載の高強度ばね用鋼線。

3. 前記ばね用鋼線は、温度 400 °C × 20 分の焼鈍をした際に、0.2 %耐力 ($\sigma_{0.2}$) が 300 MPa 以上上昇するものである請求項 1 に記載の高強度ばね用鋼線。

4. 請求項 1 に記載の高強度ばね用鋼線からなる高強度ばね。

5. 前記ばねは、

芯部の硬さが Hv 550 ~ 700 であり、

ばねの表面の圧縮残留応力が -400 MPa 以下であり、かつ

前記表面の圧縮残留応力が引張に転ずる深さが 0.05 mm 以上 0.

5 mm 以下であることを特徴とする請求項 4 に記載の高強度ばね。

6. 前記ばねは表面に窒化処理層が形成されており、
表面の硬さがHv750～1150であり、
芯部の硬さがHv550～700であり、
芯部硬さよりもHv15以上硬くなっている硬化層の深さが0.02mm以上0.15mm以下であり、
ばねの表面の圧縮残留応力が-800MPa以下であり、かつ
前記表面の圧縮残留応力が引張に転ずる深さが0.05mm以上0.5mm以下であることを特徴とする請求項4に記載の高強度ばね。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2004/004195

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
Int.Cl⁷ C22C38/00, C22C38/48

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)
Int.Cl⁷ C22C38/00, C22C38/48

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched
Jitsuyo Shinan Koho 1922-1996 Toroku Jitsuyo Shinan Koho 1994-2004
Kokai Jitsuyo Shinan Koho 1971-2004 Jitsuyo Shinan Toroku Koho 1996-2004

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)
WPI

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	US 6338763 B1 (NIPPON STEEL CORP.), 15 January, 2002 (15.01.02), Full text & FR 2784119 A1 & DE 19947393 A1 & JP 2000-169937 A	1-6
A	JP 6-220579 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 09 August, 1994 (09.08.94), Full text (Family: none)	1-6
A	JP 2783145 B2 (Kobe Steel, Ltd.), 06 August, 1998 (06.08.98), Full text (Family: none)	1-6

☒ Further documents are listed in the continuation of Box C.

☐ See patent family annex.

* Special categories of cited documents:

"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance

"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date

"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)

"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means

"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed

"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention

"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone

"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art

"&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search
10 June, 2004 (10.06.04)

Date of mailing of the international search report
29 June, 2004 (29.06.04)

Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2004/004195

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	US 2003/24610 A1 (Nobuhiko IBARAKI), 06 February, 2003 (06.02.03), Full text & EP 1347072 A1 & JP 2002-180199 A	1-6

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC))

Int. Cl⁷ C22C38/00, C22C38/48

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料 (国際特許分類 (IPC))

Int. Cl⁷ C22C38/00, C22C38/48

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報 1922-1996年

日本国公開実用新案公報 1971-2004年

日本国登録実用新案公報 1994-2004年

日本国実用新案登録公報 1996-2004年

国際調査で使用した電子データベース (データベースの名称、調査に使用した用語)

WPI

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号
A	US 6338763 B1 (NIPPON STEEL CORPORATION) 2002.01.15, 全文 & FR 2784119 A1 & DE 19947393 A1 & JP 2000-169937 A	1-6
A	JP 6-220579 A (住友金属工業株式会社) 1994.08.09, 全文 (ファミリーなし)	1-6

☒ C欄の続きにも文献が列挙されている。☐ パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリー

「A」 特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの

「E」 国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの

「L」 優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献 (理由を付す)

「O」 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献

「P」 国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願

の日の後に公表された文献

「T」 国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの

「X」 特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの

「Y」 特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの

「&」 同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日

10.06.2004

国際調査報告の発送日

29.6.2004

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁 (ISA/J P)

郵便番号100-8915

東京都千代田区霞が関三丁目4番3号

特許庁審査官 (権限のある職員)

鈴木 正紀

4 K

3 2 3 7

電話番号 03-3581-1101 内線 3435

C (続き) . 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号
A	JP 2783145 B2 (株式会社神戸製鋼所) 1998.08.06, 全文 (ファミリーなし)	1-6
A	US 2003/24610 A1 (Nobuhiko IBARAKI) 2003.02.06, 全文 & EP 1347072 A1 & JP 2002-180199 A	1-6